



УДК 669.017:539.4

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ И ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ

Е.А. Кудрявцев, С.В. Жеребцов, Г.А. Салищев

Белгородский государственный университет,
ул. Победы 85, Белгород, 308015, Россия, e-mail: kudryavtsev@bsu.edu.ru

Аннотация. Обнаружено резкое снижение температуры сверхпластического течения. Исследовано механическое поведение сплава ВТ6 при низкотемпературной сверхпластической деформации. Установлены оптимальные температурно-скоростные интервалы процесса. Рассмотрены механизмы структурной эволюции в ходе низкотемпературной сверхпластической деформации. Определен режим постдеформационной термической обработки сплава.

Ключевые слова: низкотемпературная сверхпластичность, объемная штамповка, сверхпластическая формовка, диффузионная сварка.

1. Введение

Низкотемпературная сверхпластичность – эффект проявления аномально высокой пластичности (удлинение достигает нескольких сотен и тысяч процентов) при критически низких температурах деформации, которые на несколько сот градусов ниже, чем при обычной сверхпластичности. Она наблюдается в материалах с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, в которых предшествующей обработкой кристаллиты уменьшены до порядка сотни и менее нанометров. В двухфазных титановых сплавах, для которых наиболее развиты технологии изготовления изделий с использованием сверхпластичности, возможно снижение температуры эффекта на 150-400°C [1-4]. Величина снижения температуры определяется степенью измельчения микроструктуры и легированностью сплавов [2]. Очевидны преимущества технологий, основанных на использовании данного эффекта, таких как объемная штамповка в режиме сверхпластичности, сверхпластическая формовка, диффузионная сварка. Вследствие значительного уменьшения температуры обработки можно ожидать существенного снижения трудоемкости и энергозатрат. В настоящее время уже проведены опытно-экспериментальные работы по изготовлению при $T=650^{\circ}\text{C}$ такого изделия сложной конфигурации, как лопатка компрессора газотурбинного двигателя из УМЗ двухфазного титанового сплава ВТ6 [5]. В условиях серийного производства объемная штамповка в режиме сверхпластичности подобного изделия проводится при $T=900^{\circ}\text{C}$. Имеется пример применения УМЗ листов в процессе сверхпластической формовки/диффузионной сварки, что позволило снизить его температуру минимум на 125°C [6]. Особый интерес в связи с этим вызывает возможное развитие технологических процессов в области критически низких температур сверхпластичности двухфазных титановых сплавах, которые могут быть достигнуты при формировании в них предельно малых размеров зерен. Целью настоящей работы являлось получение структурного состояния в двухфазном титановом сплаве ВТ6,

позволяющего реализовать сверхпластичность при предельно низких температурах, а также установить, как микроструктура и скоростные условия сверхпластической деформации (СПД) влияют на параметры штамповки, структуру и механические свойства изделий.

2. Материалы и оборудование

Значительное снижение температуры наступления сверхпластического течения до 550°C было достигнуто за счет создания образцов со средним размером зерна 150 нм . Подготовка структуры образцов производилась в несколько этапов. На первом этапе образцы были подвергнуты предварительной закалке в воду из β -области для фиксации в них мартенситной структуры. На втором этапе производилась многократная всесторонняя деформация в изотермических условиях в интервале температур $700\text{--}475^{\circ}\text{C}$. На третьем этапе образцы подвергались листовой прокатке при температуре 475°C . Исследование механического поведения сплава проводилось при помощи универсальной испытательной машины Instron 5882. Микроструктура образцов оценивалась при помощи растрового электронного микроскопа Quanta 600 (FEG) и просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100.

3. Результаты и обсуждение

Для формирования УМЗ структуры в сплаве была использована мультиосевая изотермическая деформация [7], которая проводилась в интервале температур $700\text{--}475^{\circ}\text{C}$. В результате была сформирована микроструктура с размером зерен 150 нм (Рис. 1). Особенность этого состояния заключается в повышенной плотности дефектов, как в теле, так и в границах кристаллитов. Кроме того, объемная доля фазы в этом состоянии равна 10% , тогда как в условиях обычной сверхпластичности ее доля составляет $40\text{--}50\%$. Последнее является принципиальным для проявления сверхпластичности. Зернограничное проскальзывание в двухфазных титановых сплавах более легко осуществляется по α/β границам, чем по α/α . Так как протяженность межфазных границ в УМЗ сплаве ВТ6 существенно снижается, то, следовательно, данное обстоятельство может оказывать влияние на его сверхпластическое поведение.

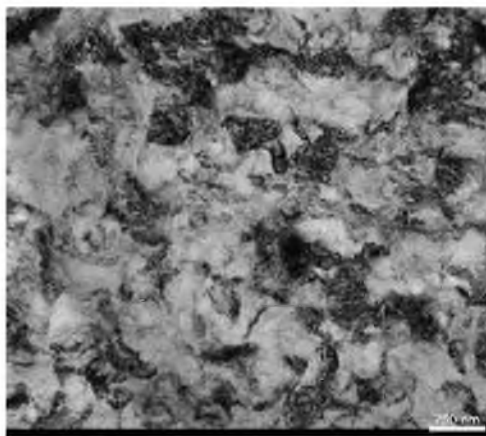


Рис. 1. Микроструктура сплава ВТ6 в исходном состоянии.

На рис. 2 демонстрируется изменение механических характеристик УМЗ сплава ВТ6 в зависимости от температуры и скорости деформации. Видно, что с увеличением температуры деформации наблюдается значительный рост пластичности и резкое снижение напряжения течения (Рис. 2а). Уже при $T=550^{\circ}\text{C}$ и $\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-4} \text{c}^{-1}$ относительное удлинение достигает 640%, что существенно выше, чем было получено в работах [8, 9] при существенно больших температурах испытания и близких скоростях деформации, например, в [8] при 600°C – 250%, а в [9] при 650°C и скорости 10^{-3}c^{-1} – 570%.

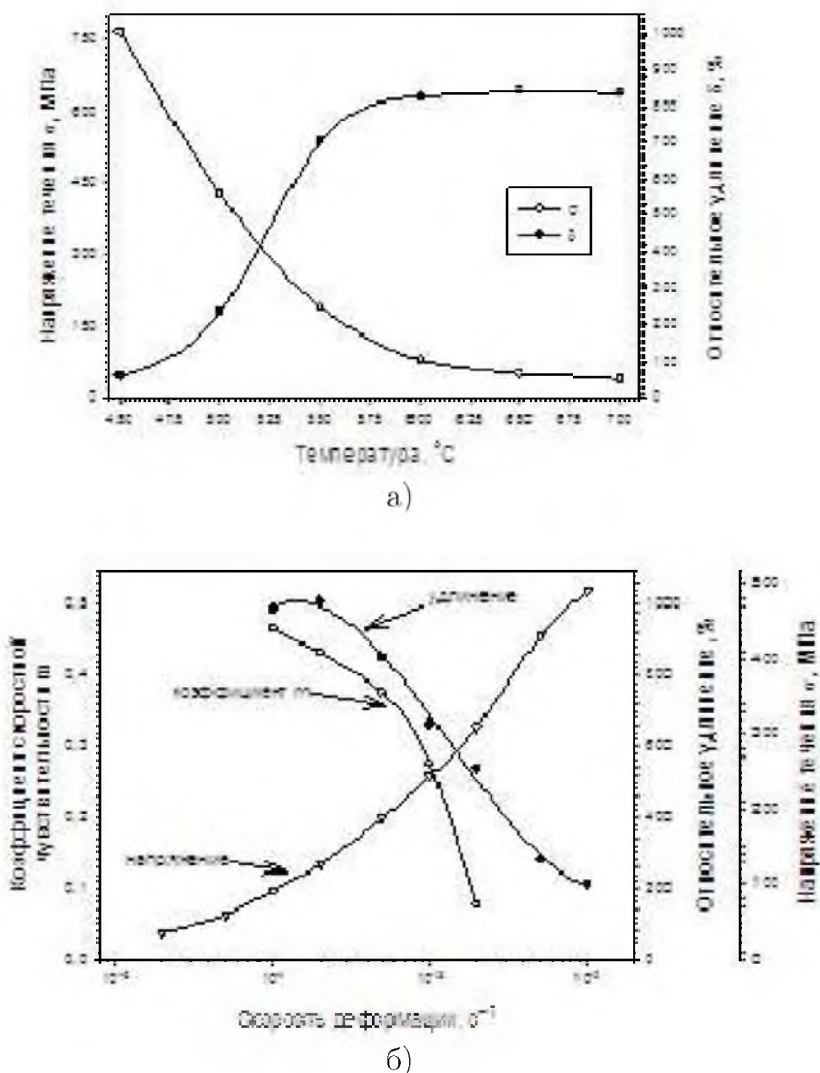


Рис. 2. Зависимости механических свойств УМЗ сплава ВТ6 от температуры (а) и скорости деформации (б): (а) $\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-4} \text{c}^{-1}$; (б) – $T=550^{\circ}\text{C}$.

Вид образцов (Рис. 3а), деформированных при разных температурах, показывает, что при $T=550^{\circ}\text{C}$ деформация протекает равномерно, свидетельствуя о развитии сверхпластического течения. Исследование скоростной зависимости механических характеристик при $T=550^{\circ}\text{C}$ выявило типичное для сверхпластичности поведение сплава

(Рис. 26). Обнаружено, что оптимальные характеристики сверхпластичности: удлинение 1000% и значения коэффициента $m = 0,43-0,47$ соответствуют скоростям $1-2 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$.

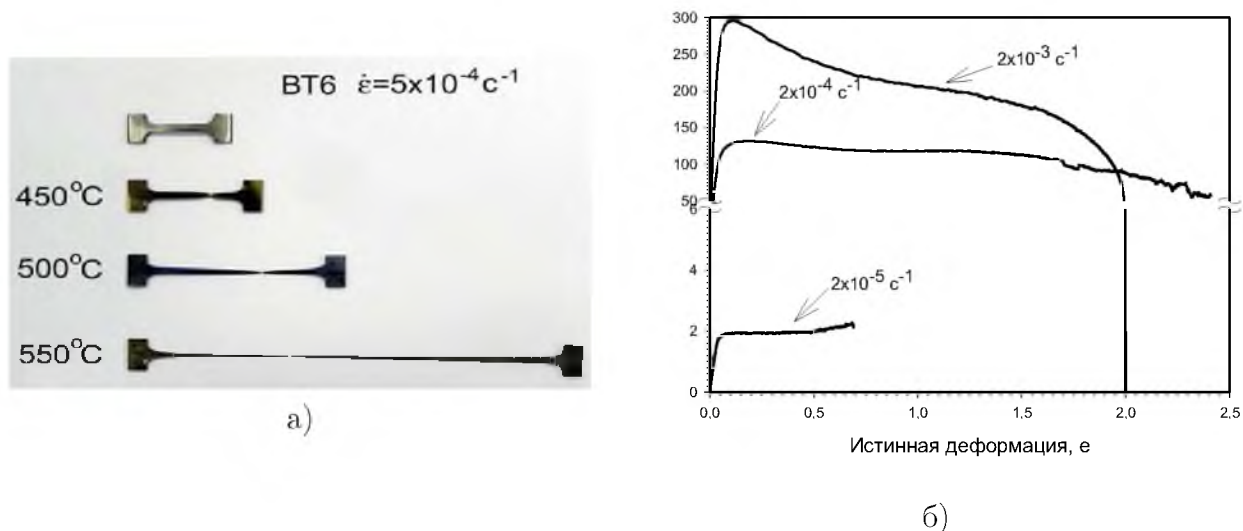


Рис. 3. Вид образцов сплава ВТ6 с УМЗ структурой после деформации при разных температурах испытания и скорости $5 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ (а); кривые истинные напряжения течения – истинная деформация для сплава ВТ6 полученные при $T = 550^\circ\text{C}$ и разных скоростях деформации (б).

На рис. 3б представлены кривые напряжения течения УМЗ сплава ВТ6 при $T = 550^\circ\text{C}$ и разных скоростях деформации. Скорость деформации влияет на вид кривых. Кривая деформации при скорости $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ характеризуется пиком напряжений течения на начальной стадии деформации, а при дальнейшей ее увеличении протяженной вплоть до разрушения стадией разупрочнения. Уменьшение скорости деформации до оптимальной для сверхпластичности ведет к принципиальному изменению вида кривой деформации. После небольшого пика напряжений течения на начальной стадии деформации наблюдается протяженная стадия установившегося течения – типичная для сверхпластического течения. Подобный вид кривой наблюдается и при скорости деформации на порядок меньшей оптимальной сверхпластичности. В целом подобный вид кривых является типичным для сверхпластичности. Отличие в существенно более высоком уровне напряжений течения. В оптимальных условиях при скорости $2 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ напряжение течения равно 130 МПа, тогда как в случае обычной сверхпластичности и при той же скорости деформации его величина на порядок меньше [2]. Это обстоятельство следует учитывать при подборе штампового инструмента. С учетом чрезвычайно низкой температуры деформации 550°C при штамповке и формовке можно использовать высокопрочные теплостойкие штамповые стали, которые имеют при данной температуре на порядок большую прочность, чем прочность сплава ВТ6, но существенно более дешевые, чем применяемые при высоких температурах жаропрочные никелевые сплавы.

Другой важный аспект применимости материала с УМЗ структурой, например, для объемной штамповки – оценка заполняемости ручья штампа. Для оценки заполняемости формы при штамповке используют различные технологические пробы [10]. В настоящем исследовании заполняемость определяли, проводя деформацию образцов 10x15 мм свободной осадкой на штампе с прорезью шириной 1,5 мм.

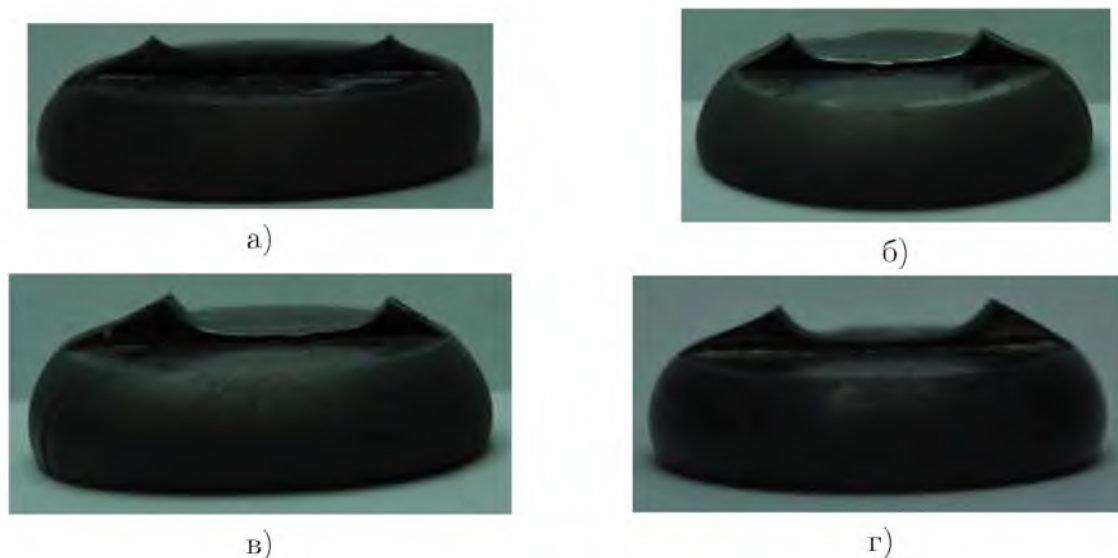


Рис. 4. Заполняемость формы, определенная в ходе осадки на щелевом штампе УМЗ сплава ВТ6 со степенью деформации $\varepsilon=70\%$, $\dot{\varepsilon}=2 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$; $\dot{\varepsilon}=2 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ (б); $\dot{\varepsilon}=1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (в); $\dot{\varepsilon}=5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (г).

Таблица 1

Заполняемость формы при сверхпластической деформации УМЗ сплава ВТ6

Скорость деформации, с^{-1}	Степень деформации, %	Длина левого профиля, мм	Длина центрального профиля, мм	Длина правого профиля, мм	Средняя длина профиля, мм
$2 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$	70%	1,69	1,24	1,72	1,55
$2 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$	70%	1,70	0,53	1,76	1,32
$5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$	70%	1,74	0,38	1,74	1,28
$2 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$	90%	2,32	1,72	2,73	2,26
$2 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$	90%	3,03	3,66	3,93	3,54
$5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$	90%	3,41	4,91	3,63	3,98

Внешний вид образцов после сверхпластической деформации на 70 и 90% представлен на рис. 4 и 5, соответственно. После деформации на 70% происходит неравномерное заполнение щелевого штампа. На периферийных участках проникновение металла

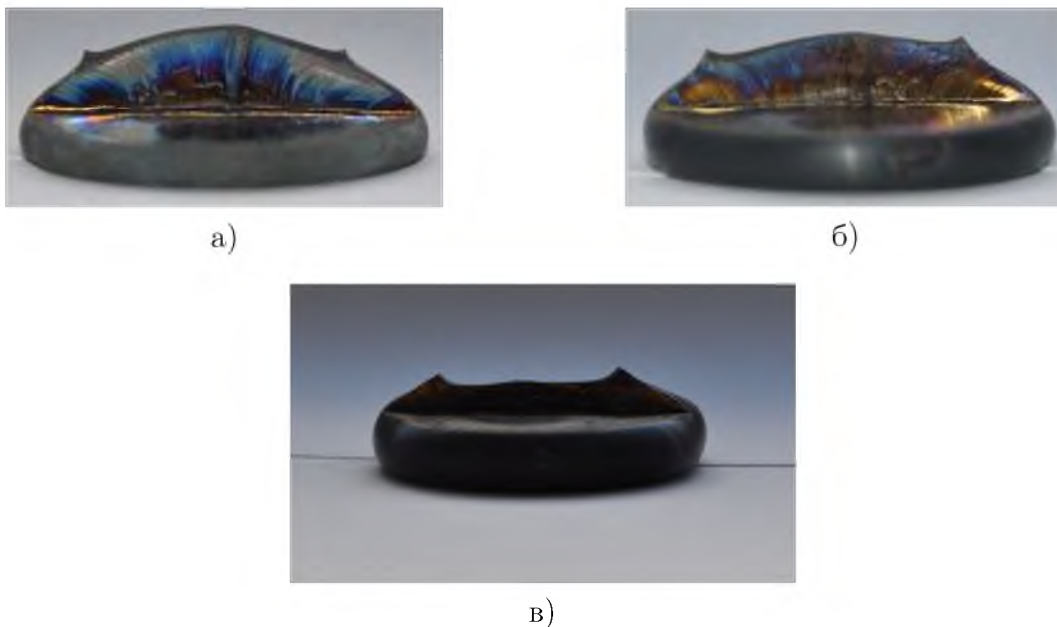


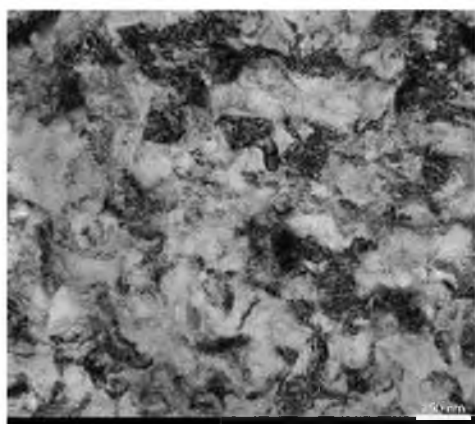
Рис. 5. Заполняемость формы, определенная в ходе осадки на щелевом штампе УМЗ сплава ВТ6 со степенью деформации $\varepsilon=90\%$, $\dot{\varepsilon}=2 \times 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ (а); $\dot{\varepsilon}=2 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ (б); $\dot{\varepsilon}=5 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ (в).

в щель штампа существенно выше, чем в центре. Причем, чем ниже скорость деформации, тем меньше разница между длиной профиля за счет уменьшения длины периферийных профилей и увеличения центрального профиля (Табл. 1). Средняя длина профиля увеличивается с уменьшением скорости деформации.

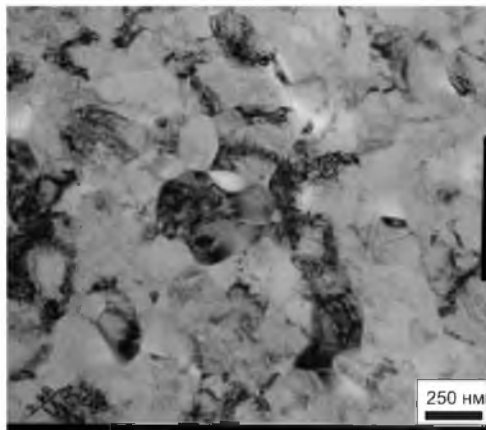
После осадки на 90% вид профиля меняется, проникновение металла в щель штампа становится более равномерным. Средняя длина профиля, в отличие от осадки на 70%, увеличивается с увеличением скорости деформации. Это может быть связано с тем, что для таких больших степеней, когда металл деформируется в очень стесненных условиях из-за маленького сечения и резко возросшего контактного трения, характер сверхпластической деформации имеет меньшее значение, чем прикладываемые в ходе деформации усилия. Поэтому большие усилия при более высоких скоростях обеспечивают лучшее затекание металла в щель штампа (Рис. 5, Табл. 1). Результаты исследования показывают, что заполняемость формы при деформациях до 70% существенно зависит от скорости деформации. Чем меньше скорость, тем более равномерный профиль формируется после затекания металла в щель. Данный результат позволяет утверждать, что увеличение заполняемости формы при деформации УМЗ сплава связано с переходом к скоростному интервалу сверхпластичности, в котором реализуются механизмы деформации, приводящие к наибольшей его текучести.

Проанализируем изменение микроструктуры УМЗ сплава ВТ6 от скорости деформации. Она заметно меняется от скорости деформации (Рис. 6). При всех скоростях деформации микроструктура сохраняется равноосной. Однако, чем меньше скорость деформации, тем больший размер зерен формируется (Табл. 2). Видно, что с уменьшением скорости сверхпластической деформации происходит совершенствование струк-

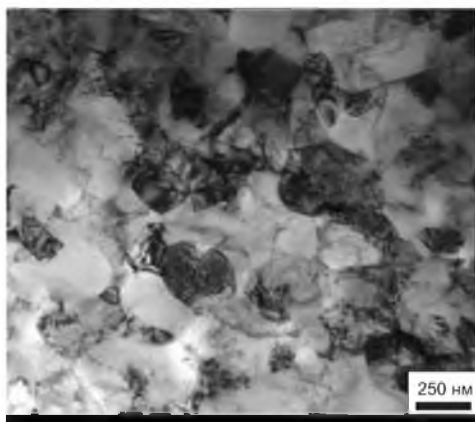
туры, проявляющееся, в частности, через снижение плотности дислокаций (Табл. 2). Имеет место появление полосчатого контраста на границах зерен. Тем не менее, следует отметить, что плотность дислокаций даже в состоянии, полученном после деформации с наименьшей скоростью, весьма высокая. Вероятно, это связано с увеличением доли межзеренных α/α границ, которые в меньшей степени способны к релаксации дефектов, чем межфазные α/β границы.



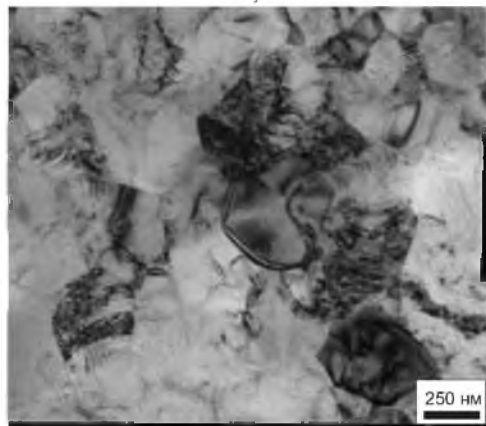
а)



б)



в)



г)

Рис. 6. Микроструктура сплава ВТ6 в исходном состоянии (а) и подвергнутого сверхпластической деформации при температуре $T=550^{\circ}\text{C}$ и скоростях деформации $\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ (б); $\dot{\epsilon}=2 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ (в); $\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ (г).

Для оценки влияния сверхпластической деформации на механические свойства УМЗ материала, заготовки сплава ВТ6 были осажены при температуре 550°C на степень 80% при скоростях $\dot{\epsilon}=2 \times 10^{-5} \text{ c}^{-1}$, $\dot{\epsilon}=2 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$, $\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$. Затем из полученных дисков вырезались плоские образцы на растяжение таким образом, что ось растяжения была перпендикулярна оси осадки. Характеристики прочности и пластичности УМЗ сплава ВТ6, подвергнутого сверхпластической деформации представлены в табл. 3. Видно, что прочность повышается, а пластичность возрастает при снижении скорости предварительной сверхпластической деформации. Этот результат согласуется с характером эволюции микроструктуры и изменением плотности дислокаций в сплаве (Рис. 6, Табл. 2).



Обращают на себя внимание чрезвычайно высокие прочностные свойства УМЗ сплава, причем они таковыми сохраняются даже после деформации при оптимальной скорости сверхпластичности. Снижение прочности при наименьшей скорости деформации обусловлено значительным ростом зерен.

Таблица 2

Плотность дислокаций в сплаве ВТ6,
подвергнутом сверхпластической деформации
при температуре $T=550^{\circ}\text{C}$ на $\epsilon=100\%$

Скорость деформации	Размер зерен, нм	Плотность дислокаций
$5 \times 10^{-5} \text{ c}^{-1}$	530	$2 \times 10^{-14} \text{ м}^{-1}$
$2 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$	490	$2.85 \times 10^{-14} \text{ м}^{-1}$
$5 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$	410	$2.7 \times 10^{-14} \text{ м}^{-1}$
$1 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$	390	$2.9 \times 10^{-14} \text{ м}^{-1}$
$5 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$	290	$3.95 \times 10^{-14} \text{ м}^{-1}$
исходное состояние	140	$4.1 \times 10^{-14} \text{ м}^{-1}$

Таблица 3

Механические свойства наноструктурного сплава ВТ6,
подвергнутого сверхпластической деформации при 550°C на 90%

Скорость предварительной сверхпластической деформации, c^{-1}	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %
Исходное состояние	1460	5,5
$5 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$	1445	5,5
$2 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$	1420	5,8
$2 \times 10^{-5} \text{ c}^{-1}$	1309	7.7

Один из важных вопросов управления свойствами УМЗ сплава применение термической обработки для стабилизации его структуры. Обычно в этих случаях проводят старение двухфазных титановых сплавов. Однако, мультиосевая деформация для получения УМЗ структуры проводилась при $T=475^{\circ}\text{C}$, а режим сверхпластичности соответствовал $T=550^{\circ}\text{C}$. Можно предположить, что метастабильность структуры после сверхпластической деформации практически отсутствует. Для проверки этого предположения было исследовано влияние температуры отжига на микротвердость УМЗ сплава.

На рис. 7 видно, что микротвердость исходного состояния сплава с размером зерен 150 нм, полученного мультиосевой изотермической деформацией при 475°C очень слабо реагирует на отжиг в интервале температура 400-550 $^{\circ}\text{C}$. Между тем зависимость микротвердости материала, подвергнутого сверхпластической деформации при 550°C и скорости $2 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ от температуры отжига имеет куполообразный вид с максимумом при 475°C . Такая, довольно резкая зависимость микротвердости от температуры



отжига указывает на некоторую метастабильность структуры после сверхпластической деформации. Однако причины данного феномена требуют дополнительного исследования.

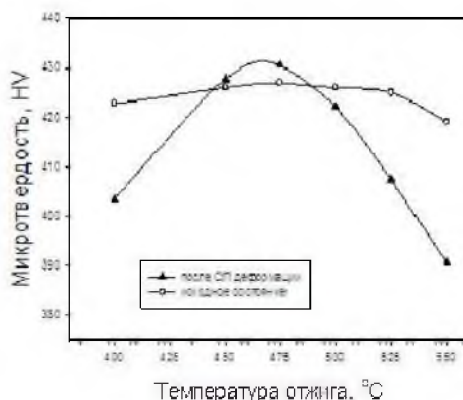


Рис. 7. Изменение микротвердости УМЗ титанового сплава ВТ6 в зависимости от температуры отжига, $\tau=2$ ч, после сверхпластической деформации при скорости $2 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ и в исходном состоянии.

4. Выводы

Таким образом, установлено, что реализация оптимальных условий низкотемпературной сверхпластичности в УМЗ двухфазном титановом сплаве ВТ6 ведет к формированию однородной микроструктуры в штамповке, сохранению механических характеристик, присущих исходному материалу, повышению заполняемости формы. Достижение этих преимуществ при штамповке в состоянии низкотемпературной сверхпластичности обусловлено специфическими особенностями механизма сверхпластического течения двухфазных титановых сплавов [2,4].

Работа осуществлялась при финансовой поддержке Государственного контракта П725 от 20 мая 2010 г.

Литература

1. Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Салищев Г.А. // ФММ. – 1990. – 72;10. – С.204-206.
2. Kaibyshev O.A. Superplasticity of Alloys, Intermetallides and Ceramics / Berlin: Springer Verlag, 1992. 318 p.
3. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства / М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
4. Салищев Г.А., Жеребцов С.В., Малышева С.П., Павлинич С.П., Измайлова Н.Ф., Смыслов А.М., Сафин Э.В. // Перспективные материалы. – 2009. – 7. – С.280-285.
5. Comley P.N. Material Science Forum // Vols. – 2004. – P.447-448.
6. Zharebtsov S.V., Salishchev G.A., Galeev R.M., Valiakmetov O.R., Mironov S.Yu., Semiatin S.L. // Scripta Mater. – 2004. – 51. – P.1147-1151.



7. Ko Y.G., Lee C.S., Shin D.H., Semiatin S.L. // Met. Mater. Trans. A. – 2006. – 37A. – P.381-391.
8. Sergueeva A.V., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Mukherjee A.K. // Scripta mater. – 2000. – 43. – P.819-824.
9. Zharebtsov S.V., Salishchev G.A., Galeyev R.M., Valiakhmetov O.R., Mironov S.Yu., Semiatin S.L. // Scripta Mater. – 2004. – 51. – P.1147-1151.
10. Громов И.П. Теория обработки металлов давлением / М., 1978. – 360 с.

LOW-TEMPERATURE SUPERPLASTICITY OF TWO-PHASE TITANIUM ALLOYS FOR INDUSTRIAL APPLICATION

E.A. Kudryavtsev, S.V. Zharebtsov, G.A. Salishchev

Belgorod State University,
Pobedy St., 85, Belgorod, 308015, Russia, e-mail: kudryavtsev@bsu.edu.ru

Abstract. Significant decrease of superplastic flow temperature was obtained. Mechanical behavior of Ti-6Al-4V at low-temperature superplastic state was studied. Optimal temperature and strain rate range for low-temperature superplasticity was found. Besides, structural evolution was studied during low-temperature superplastic testing. It was found the regime of thermal treatment of alloy after superplastic deformation.

Key words: low-temperature superplasticity, bulk forging, superplastic forming, diffusion bonding.